

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2002-171012
(43)Date of publication of application : 14.06.2002

(51)Int.Cl. H01L 43/08
G01R 33/09
G11B 5/39
H01F 10/14
H01F 10/16
H01F 10/32

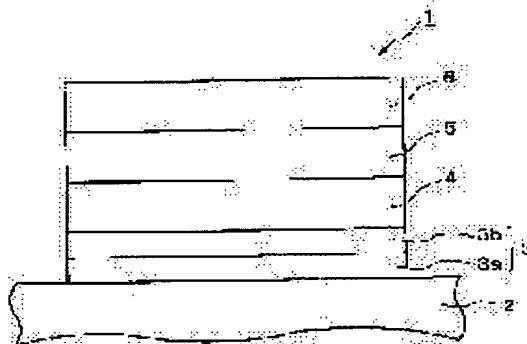
(21)Application number : 2000-368922 (71)Applicant : TAKAHASHI KEN
HITACHI ZOSEN CORP
(22)Date of filing : 04.12.2000 (72)Inventor : OGAMI KOUJIROU
TSUNODA MASAKIYO
TAKAHASHI KEN

(54) EXCHANGE COUPLED DEVICE, SPIN-VALVE-TYPE THIN-FILM MAGNETIC ELEMENT, AND MAGNETIC HEAD

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide an exchange coupled device that has a high unidirectional anisotropy constant J_k , and can maintain various characteristics, even if the thickness of a film is reduced.

SOLUTION: The exchange coupled device 1 is adopted. In the exchange junction device 1, a foundation layer 3, an antiferromagnetism layer 4, and a ferromagnetic layer 5 are successively laminated on a substrate 2; and the foundation layer 3 comprises the lamination film of first and second foundation films 3a and 3b, one of the foundation films 3a and 3b being a Cu film, and the other being an Ni-Fe or a Co-Fe alloy film. Since the foundation layer 3 is in the lamination structure of the Ni-Fe or Co-Fe alloy film, the thickness of the foundation films 3a and 3b can be thinned as compared with a single foundation layer; crystal grain growth in the foundation layer 3 is inhibited for flattening the foundation layer 3 and the interface of the antiferromagnetism layer 4; the interface between the antiferromagnetism layer 4 and a ferromagnetic body layer 5 is also planarized; and a contact probability via the surface (111) between the antiferromagnetism layer 4 and ferromagnetic body layer 5 is increased, thus improving the exchange coupled magnetic field and the unidirectional anisotropy constant.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination]
[Date of sending the examiner's decision of rejection]
[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]
[Date of final disposal for application]
[Patent number]
[Date of registration]
[Number of appeal against examiner's decision of rejection]
[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]
[Date of extinction of right]

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2002-171012

(P2002-171012A)

(43) 公開日 平成14年6月14日 (2002.6.14)

(51) IntCl ⁷	識別記号	F I	テ-マ-ト* (参考)
H 0 1 L 43/08		H 0 1 L 43/08	Z 2 G 0 1 7
G 0 1 R 33/09		G 1 1 B 5/39	5 D 0 3 4
G 1 1 B 5/39		H 0 1 F 10/14	5 E 0 4 9
H 0 1 F 10/14		10/16	
10/16		10/32	

審査請求 未請求 請求項の数 6 O L (全 15 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2000-368922(P2000-368922)

(22) 出願日 平成12年12月4日 (2000.12.4)

(71) 出願人 592259129

高橋 研

宮城県仙台市太白区人來田2丁目20-2

(74) 上記1名の代理人 100086379

弁理士 高柴 忠夫 (外2名)

(71) 出願人 000005119

日立造船株式会社

大阪府大阪市住之江区南港北1丁目7番89号

(74) 上記1名の代理人 100086379

弁理士 高柴 忠夫 (外1名)

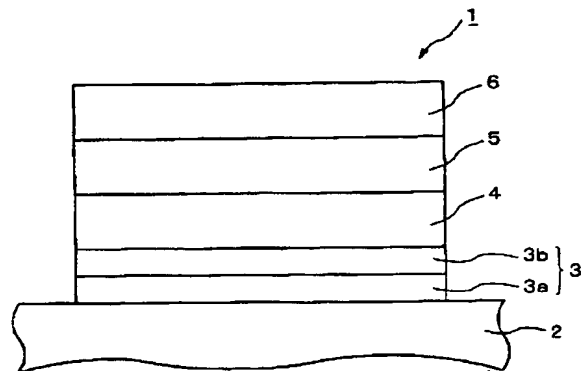
最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 交換結合素子及びスピンバルブ型薄膜磁気素子並びに磁気ヘッド

(57) 【要約】

【課題】 高い一方向異方性定数 J_k を有し、かつ薄膜化しても諸特性を維持できる交換結合素子を提供する。

【解決手段】 基体2上に下地層3と反強磁性体層4と強磁性層5とが順次積層されてなり、下地層3が、第1下地膜3aと第2下地膜3bとの積層膜からなり、下地膜3a、3bのいずれか一方がCu膜であり、他方がNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜である交換結合素子1を採用する。下地層3がCu膜とNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜の積層構造なので、単層下地層の場合と比較して下地膜3a、3bの膜厚を薄くでき、下地層3における結晶粒成長が抑制されて下地層3と反強磁性体層4の界面が平坦化し、反強磁性体層4及び強磁性体層5の界面も平坦化し、反強磁性体層4及び強磁性体層5間の(111)面を介しての接触確率が高くなり、交換結合磁界及び一方向異方性定数を向上できる。



【特許請求の範囲】

【請求項 1】 基体上に、下地層、反強磁性体層、及び該反強磁性体層と交換結合する強磁性層が順次積層されてなり、

前記下地層が、少なくとも 2 以上の下地膜からなり、前記下地膜のいずれか 1 つが Cu 膜からなるとともに他のいずれか 1 つが Ni-Fe 合金膜または Co-Fe 合金膜からなることを特徴とする交換結合素子。

【請求項 2】 前記下地層の全層厚が 1 nm 以上 5 nm 以下であり、前記各下地膜の各膜厚がそれぞれ 0.5 nm 以上 1.5 nm 以下であることを特徴とする請求項 1 に記載の交換結合素子。

【請求項 3】 前記下地層が、基体に隣接する第 1 下地膜と、前記反強磁性層に隣接する第 2 下地膜との積層膜からなり、前記第 1、第 2 下地膜のいずれか一方が Cu 膜からなるとともに他方が Ni-Fe 合金膜または Co-Fe 合金膜からなることを特徴とする請求項 1 に記載の交換結合素子。

【請求項 4】 前記下地層の全層厚が 1 nm 以上 3 nm 以下であり、前記第 1、第 2 下地膜の各膜厚がそれぞれ 0.5 nm 以上 1.5 nm 以下であることを特徴とする請求項 3 に記載の交換結合素子。

【請求項 5】 請求項 1 ないし請求項 4 のいずれかに記載の交換結合素子を備えたことを特徴とするスピナバルブ型磁気抵抗素子。

【請求項 6】 請求項 1 ないし請求項 4 のいずれかに記載の交換結合素子を備えたことを特徴とする磁気ヘッド。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、交換結合素子及びスピナバルブ型磁気抵抗素子並びに磁気ヘッドに関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来、磁気抵抗素子の構造としては、基体の表面上に、非磁性体層（スペーサ）を挟んで強磁性体層を複数回積層した構造体からなる人工格子型（A）と、基体の表面上に、非磁性体層（スペーサ）を挟んで強磁性体層を積層し、最後に設けた強磁性体層の表面上に反強磁性体層を形成した構造体からなるスピナバルブ型（B）が広く知られている。

【0003】ハードディスクに代表される磁気記録媒体は、更なる記録密度の向上が期待されており、これに伴って上記磁気抵抗素子を備えたヘッドにも更なる高性能化が求められている。なかでも、再生ヘッドの狭ギャップ化に有利なスピナバルブ型においては、隣接する強磁性体層と反強磁性体層からなる積層膜の薄型化が必須課題となっている。

【0004】このため、いかに極薄領域においてスピナバルブ膜の特性を維持するかが重要である。強磁性体層

と反強磁性体層からなる交換結合素子の界面に誘導される交換磁気異方性は、スピナバルブ膜の機能上、ピン層たる強磁性体層の磁化の固定という中心的な役割を果たすが、これを極薄膜下において有効かつ安定に引き出すことは重要な技術課題である。この交換磁気異方性は、強磁性体層と反強磁性体層の界面における単位面積当たりの交換結合エネルギー（いわゆる交換結合の強さ）を表す一方異方性定数 J_k によって評価される。この J_k は、 M_s と d_f と H_{ex} との積で表され、 M_s は強磁性体層の飽和磁化であって振動試料型磁力計（VSM）にて測定され、 d_f は強磁性体層の膜厚であり、 H_{ex} は、反強磁性層と強磁性層との交換結合磁界であって、前記の磁化曲線においてピン層の磁化の変化に対応する MH ループ中心のゼロ磁界点からのシフト量、または磁気抵抗変化曲線においてピン層の磁化方向変化に伴って生じる MR ループの中心のゼロ磁界点からのシフト量として定義される。

【0005】ハードディスクドライブ等の磁気記録装置は、実使用下において内部温度が 100℃ 以上に上昇することもあり、また、磁気抵抗素子部はセンス電流による自己発熱によって更に数十℃ 上昇する。このため、反強磁性層によってピン層に誘導された交換磁気異方性が低下し、一方向にピン止めされたピン層の磁化が外部磁界によって容易に乱される。この耐熱性の低下は、反強磁性層の膜厚が低下するほど顕著になる。ところで、交換結合素子において全膜厚に占める割合は反強磁性層が最も大きい。素子の薄膜化のためには反強磁性層の膜厚を減らすことが必要となる。従って J_k の更なる向上が求められている。

【0006】また、スピナバルブ型の磁気抵抗素子の製造工程においては、静電気放電による破壊現象（いわゆる静電破壊現象）が問題視されており、磁気抵抗素子自体の破壊に至らないまでも、静電気放電による熱と磁界でピン層たる強磁性体層の磁化方向が反転してしまう場合がある。これらを防ぐためには、 J_k を大きくすることが有効で、たとえば J_k として経験的に 0.28 erg/cm^2 ($2.8 \times 10^{-4} \text{ J/m}^2$) 以上あることが望まれている。これは、 H_{ex} に換算すると、 M_s が 1500 emu/cm^3 (1500 kA/m) の Co-Fe 膜 1.8 nm の場合で約 1 kOe (80 kA/m) 以上となる。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】従来から、反強磁性体層を構成する材料の一例として規則系材料である Ni-Mn 系合金が知られている。この Ni-Mn 系合金は $0.34 \sim 0.5 \text{ erg/cm}^2$ の一方向異方性定数 J_k を示すので、交換結合素子の反強磁性体層として有望とされている。しかし、 0.34 erg/cm^2 以上の J_k を発現させるためには、反強磁性体層の膜厚を 20 nm 以上にすることが必要であり、磁気抵抗素子のギャップ長を 30 nm 以下にすることが困難となり、高記録密

3

度化に対応できなくなるという問題があった。

【0008】また、反強磁性体層を構成する材料の別の例として不規則系材料であるMn-Ir合金が知られている。このMn-Ir合金は、10nm以下の膜厚でJkの飽和値を得ることが可能である。しかし、Mn-Ir合金を用いた場合に強磁性膜に誘導されるJkは、上記のNi-Mn系合金の場合の半分程度であり、 0.28 erg/cm^2 に至らない。このため、実使用あるいは作製工程においてピン層強磁性膜の磁化方向を強固に固定することができず、磁気抵抗素子の特性が低下し、また、静電気放電による不良発生を防止できないという問題があった。

【0009】更に最近では、規則系材料からなる反強磁性体層の下地膜として、Ta膜上にNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜等の単層構造の下地層を形成することによって、反強磁性層の(111)面を優先配向させて構成した交換結合素子が提案されている。これによりJkの向上が可能とされている。

【0010】反強磁性体層を(111)面配向させるには単層下地層の膜厚をある程度厚くする必要がある。必要厚みの下限は、下地層材料によって異なる。しかし、下地層が厚くなるとともに結晶粒成長が進行し、(111)面を介しての接触確率が小さくなり、高いJkを得ることが困難となる。このため、単層下地膜で得られるJkは最大でも 0.27 erg/cm^2 程度であった。

【0011】本発明は、上記事情に鑑みてなされたものであって、高い方向異方性定数Jkを有し、かつ薄膜化しても諸特性を維持できる交換結合素子及びスピナル型磁気抵抗素子及び磁気ヘッドを提供することを目的とする。

【0012】

【課題を解決するための手段】上記の目的を達成するために、本発明は以下の構成を採用した。本発明の交換結合素子は、基体上に、下地層、反強磁性体層、及び該反強磁性体層と交換結合する強磁性層が順次積層されてなり、前記下地層が、少なくとも2以上の下地膜からなり、前記下地膜のいずれか1つがCu膜からなるとともに他のいずれか1つがNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜からなることを特徴とする。

【0013】係る交換結合素子によれば、下地層を構成する下地膜のいずれか1つがCu膜であり、このCu膜は1nm程度の極薄厚でも(111)面が優先配向する能力に優れているので、Cu膜を含む下地層上に反強磁性体層を積層することによりエピタキシャル成長した反強磁性体層は(111)面配向し、これにより反強磁性体層と固定磁性体層との交換結合磁界Hex及び一方向異方性定数Jkが大きくなり、交換磁気異方性を向上させることが可能になる。

【0014】更に、下地層をCu膜とNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜との積層構造にすることによつ

4

て、下地層が単層の場合と比較してそれぞれの膜の膜厚を薄くすることができ、これにより下地層における結晶粒成長が抑制されて下地層と反強磁性体層の界面が平坦化するので、下地層上にエピタキシャル成長する反強磁性体層及び強磁性体層の界面も平坦化され、反強磁性体層及び強磁性体層間の(111)面を介しての接触確率が高くなり、同じ膜厚の単層下地層の場合よりも交換結合磁界Hex及び一方向異方性定数Jkを向上させることが可能になる。

10 【0015】また本発明の交換結合素子は、先に記載の交換結合素子であって、前記下地層の全層厚が1nm以上5nm以下であり、前記各下地膜の各膜厚がそれぞれ0.5nm以上1.5nm以下であることを特徴とする。

【0016】係る交換結合素子によれば、下地層の全層厚が1nm以上なので下地層の(111)配向した結晶性を維持することが可能になり、また全層厚が5nm以下であるので交換結合素子を磁気抵抗素子に用いた場合に検出電流のシャントロスを低減することが可能になる。更に、各下地膜の各膜厚がそれぞれ0.5nm以上であるので、各下地膜の結晶性を維持することが可能になり、また各膜厚が1.5nm以下なので検出電流のシャントロスを低減することが可能になる。

【0017】また本発明の交換結合素子は、先に記載の交換結合素子であって、前記下地層が、基体に隣接する第1下地膜と、前記反強磁性層に隣接する第2下地膜との積層膜からなり、前記第1、第2下地膜のいずれか一方がCu膜であるとともに他方がNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜であることを特徴とする。

30 【0018】上記の交換結合素子によれば、第1、第2下地膜からなる2層構造の下地層であっても、多層構造の下地層の場合と比較して一方向異方性定数Jkが低下することがない。そして、2層構造の下地層は、多層構造の下地層よりも層厚を薄くすることができるので、検出電流のシャントロスを更に低減することが可能になる。

【0019】また本発明の交換結合素子は、先に記載の交換結合素子であって、前記下地層の全層厚が1nm以上3nm以下であり、前記第1、第2下地膜の各膜厚がそれぞれ0.5nm以上1.5nm以下であることを特徴とする。

40 【0020】係る交換結合素子によれば、下地層の全層厚が1nm以上なので下地層の積層構造を維持することが可能になり、また全層厚が3nm以下であるので交換結合素子を磁気抵抗素子に用いた場合に検出電流のシャントロスを低減することが可能になる。更に、第1、第2下地膜の各膜厚がそれぞれ0.5nm以上であるので、各下地膜の結晶性を維持することが可能になり、また各膜厚が1.5nm以下なので検出電流のシャントロスを低減することが可能になる。

50

【0021】また、前記反強磁性体層と前記強磁性体層との界面に誘導される一方向異方性定数 J_k が 0.28 erg/cm^2 以上であることが好ましい。一方向異方性定数 J_k が 0.28 erg/cm^2 以上であれば、強磁性体層の磁化方向を強く固定でき、外部磁界による強磁性体層の磁化の変動を防止して交換結合素子の特性を向上させることが可能になり、また製造時における静電気放電による強磁性体層の磁化方向の反転を防止して不良率を低下させることが可能になる。

【0022】また、本発明のスピントラップ型磁気抵抗素子は、先のいずれかに記載の交換結合素子を備えたことを特徴とする。即ち、本発明のスピントラップ型磁気抵抗素子は、基体上に、下地層、反強磁性体層、及び該反強磁性体層と交換結合する強磁性層が順次積層されてなり、前記下地層が、少なくとも2以上の下地膜からなり、前記下地膜のいずれか1つがCu膜からなるとともに他のいずれか1つがNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜からなる先のいずれかに記載の交換結合素子を備えたことを特徴とする。特に前記下地層は、基体に隣接する第1下地膜と、前記反強磁性層に隣接する第2下地膜との積層膜からなり、前記第1、第2下地膜のいずれか一方がCuからなるとともに他方がNi-Fe合金またはCo-Fe合金からなることが好ましい。上記のスピントラップ型磁気抵抗素子の具体例として、上記の交換結合素子の強磁性体上に、非磁性高電導体層と別の強磁性体層を積層したものを例示できる。

【0023】次に、本発明の交換結合素子をトンネル型磁気抵抗素子に適用しても良い。即ち、このトンネル型磁気抵抗素子は、基体上に、下地層、反強磁性体層、及び該反強磁性体層と交換結合する強磁性層が順次積層されてなり、前記下地層が、少なくとも2以上の下地膜からなり、前記下地膜のいずれか1つがCu膜からなるとともに他のいずれか1つがNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜からなる先のいずれかに記載の交換結合素子を備えたことを特徴とする。特に前記下地層は、基体に隣接する第1下地膜と、前記反強磁性層に隣接する第2下地膜との積層膜からなり、前記第1、第2下地膜のいずれか一方がCuからなるとともに他方がNi-Fe合金またはCo-Fe合金からなることが好ましい。上記トンネル型磁気抵抗素子の具体例として、上記の交換結合素子の強磁性体層上に、絶縁膜と別の強磁性体層を積層したものを例示できる。

【0024】次に、本発明の交換結合素子を磁気式メモリに適用しても良い。即ち、この磁気式メモリは、基体上に、下地層、反強磁性体層、及び該反強磁性体層と交換結合する強磁性層が順次積層されてなり、前記下地層が、少なくとも2以上の下地膜からなり、前記下地膜のいずれか1つがCu膜からなるとともに他のいずれか1つがNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜からなる先のいずれかに記載の交換結合素子を備えたことを特徴と

する。特に前記下地層は、基体に隣接する第1下地膜と、前記反強磁性層に隣接する第2下地膜との積層膜からなり、前記第1、第2下地膜のいずれか一方がCuからなるとともに他方がNi-Fe合金またはCo-Fe合金からなることが好ましい。

【0025】次に本発明の磁気ヘッドは、先のいずれかに記載の交換結合素子を備えたことを特徴とする。即ち、本発明の磁気ヘッドは、基体上に、下地層、反強磁性体層、及び該反強磁性体層と交換結合する強磁性層が順次積層されてなり、前記下地層が、少なくとも2以上の下地膜からなり、前記下地膜のいずれか1つがCu膜からなるとともに他のいずれか1つがNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜からなる先のいずれかに記載の交換結合素子を備えたことを特徴とする。特に前記下地層は、基体に隣接する第1下地膜と、前記反強磁性層に隣接する第2下地膜との積層膜からなり、前記第1、第2下地膜のいずれか一方がCuからなるとともに他方がNi-Fe合金またはCo-Fe合金からなることが好ましい。上記の磁気ヘッドの具体例として、上記の交換結合素子の強磁性体上に非磁性高電導体層と別の強磁性体層を積層してスピントラップ型磁気抵抗素子を形成し、このスピントラップ型磁気抵抗素子を一对の絶縁膜で挟み、更にこれらのスピントラップ型磁気抵抗素子及び絶縁膜をシールド層で挟んだものを例示できる。

【0026】

【発明の実施の形態】以下、本発明の実施の形態を図面を参照して説明する。

(第1の実施形態) 図1には、本発明の第1の実施形態である交換結合素子1を示す。この交換結合素子1は、基体2上に積層された下地層3と、下地層3上に形成された反強磁性体層4と、反強磁性体層4上に形成された強磁性体層5と、保護層6とから構成されている。上記基体2は例えば膜厚5nmのTaからなる層を少なくとも表面に形成してなるものである。なお、基体2は、Taからなる層に代えてTa-Ni-Fe系合金からなる層を表面に形成してなるものであってもよい。また反強磁性体層4は例えば膜厚が5~10nmのMn-Ir合金からなる層であり、強磁性体層5と交換結合して強磁性体層5の磁化を一方向に固定する。なお、反強磁性体層4はMn-Ir合金に限られず、成膜されて(111)面配向するものであれば、どのようなものであってもよい。

【0027】また強磁性体層5は例えば膜厚が1~5nmのNi-Fe合金またはCo-Fe合金、あるいはCo、またはそれらの積層膜からなる層であり、反強磁性体層4に隣接して反強磁性体層4と交換結合する。この強磁性体層5も反強磁性体層4と同様に、成膜されて(111)面配向するものであれば、Ni-Fe合金またはCo-Fe合金に限らずどのようなものであってもよい。また、それらの積層膜でも良い。更に保護層6は例えば

膜厚が0.5～5nmのTaからなる層であり、強磁性体層5の表面の酸化を防止する。ここで用いるNi-Fe合金の組成は、例えばNi組成比で40～85重量%程度のものが好ましい。また、Co-Fe合金の組成は、例えばCo組成比で40～100重量%程度のものが好ましい。また、Ni-Fe合金、Co-Fe合金のいずれも、他の添加元素が添加されていても良い。

【0028】下地層3は、2以上の下地膜の積層構造であることが好ましい。各下地膜のうち、いずれか1つがCu膜からなるとともに他の1つがNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜からなることが好ましい。この場合、下地層の全層厚は1nm以上5nm以下の範囲が好ましく、また各下地膜の各膜厚はそれぞれ、0.5nm以上1.5nm以下であることが好ましい。下地層3の全層厚が1nm以上であれば、下地層3の(111)配向した結晶性を維持することが可能になり、また層厚が5nm以下であれば、交換結合素子1を磁気抵抗効果素子用いた場合に、検出電流を流した際に電流の分が抑制されてシャントロスを低減することが可能になる。更に、各下地膜の各膜厚が0.5nm以上であれば、各下地膜の結晶性を維持することが可能になり、また各膜厚が1.5nm以下であれば上記と同様に検出電流のシャントロスを低減することが可能になる。

【0029】特に図1に示すように、下地層3は、基体2に隣接する第1下地膜3aと、反強磁性体層4に隣接する第2下地膜3bとからなる積層膜であることがより好ましい。図1に示す第1、第2下地膜3a、3bは、いずれか一方がCu膜からなるとともに他方がNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜からなる。即ち、第1下地膜3aをCu膜とした場合は、第2下地膜3bがNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜とする。また、第1下地膜3aをNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜とした場合は、第2下地膜3bがCu膜とする。なお、下地層3構成するNi-Fe合金、Co-Fe合金の組成は、強磁性体層5の場合と同様である。

【0030】下地層3を構成するCu、Ni-Fe合金、Co-Fe合金はいずれもfcc結晶構造(面心立方構造)を有する材料であり、これらの材料はスパッタリング等によって(111)面を優先配向しつつ成膜されるため、膜表面での(111)面の露出確率が高くなる。従って、この下地層3上に反強磁性体層4及び強磁性体層5をエピタキシャル成長させつつ成膜すると、反強磁性体層4及び強磁性体層5が(111)面配向された状態で形成され、この結果、反強磁性体層4と強磁性体層5との界面で誘導される一方向異方性定数Jkが高

くなり、交換結合磁界Hexが増大する。

【0031】図1に示す2層構造の下地層3の全膜厚は1nm以上3nm以下の範囲が好ましく、また第1、第2下地膜3a、3bの各膜厚はそれぞれ、0.5nm以上1.5nm以下であることが好ましい。2層構造の下地層3の全層厚が1nm以上であれば、下地層3の(111)配向した結晶性を維持することが可能になり、また全層厚が3nm以下にすれば、交換結合素子1を磁気抵抗効果素子に用いた場合、検出電流を流した際に電流の分が抑制されてシャントロスを低減することが可能になる。更に、第1、第2下地膜3a、3bの各膜厚が0.5nm以上であれば、各下地膜3a、3bの結晶性を維持することが可能になり、また各膜厚が1.5nm以下にすれば上記と同様に検出電流のシャントロスを低減することが可能になる。

【0032】次に、上記の交換結合素子1の製造方法を説明する。なお、ここでは第1下地膜3aとしてCu膜、第2下地膜としてNi-Fe合金膜をそれぞれ用いた2層からなる下地層を採用した場合の交換結合素子1の製造方法について説明する。

【0033】図2には、上記の交換結合素子1を製造する際に使用する成膜装置を上方からみた模式図を示す。図2に示す成膜装置は、第1、第2ロード室101、102と、前処理室103と、搬送室104と、第1成膜室105、第2成膜室106、第3、第4成膜室107及び第5成膜室108とを主体として構成されている。また、この成膜装置には基体の移動手段110、111が備えられている。また、第2ロード室102、前処理室103、搬送室104及び各成膜室105～108には、各室内を減圧する排気手段102a、103a、104a、104a'、105a、106a、107a、107a'、108aが備えられている。尚、搬送室104の排気手段104a、104a'は、搬送室104の下方(図中、紙面より奥方)に配置されている。また、搬送室104と前処理室103並びに各成膜室105a～108aの間には、ゲートバルブ103b、105b～108bが設けられている。更に第2ロード室102と前処理室103の間にもゲートバルブ102bが設けられている。表1には、上記の交換結合素子1を製造する際の成膜条件を示す。尚、表1及び以後の明細書において、圧力をTorrの単位で表記するが、これをSI単位であるPa(パスカル)に変換する場合には、1Torr=133Paにより換算すればよい。

【0034】

【表1】

項目	設定値
共通の成膜処理条件	
成膜方法	平行平板型スパッタリング法
ターゲットと基板間距離	200 mm
プロセスガス	Ar
Arガス中の不純物濃度	1(ppb)以下
各室の背圧 P_B	$10^{-9} \sim 10^{-11}$ Torr
第1成膜室105	DCスパッター
第1下地膜3a	Cu膜
ターゲット	Cu
プロセスガス圧力	1 mTorr(0.13Pa)
成膜速度	0.1 nm/sec.
第2成膜室106	RFスパッター
反強磁性体層4	MnIr膜
ターゲット	MnIr合金
プロセスガス圧力	20 mTorr(2.66Pa)
成膜速度	0.005 nm/sec.
第3成膜室107	RFスパッター
第2下地膜3b、強磁性体層	NiFe膜
ターゲット	NiFe合金
プロセスガス圧力	1 mTorr(0.13Pa)
成膜速度	0.1 nm/sec.
	面内に2.4kA/mの磁界を印加しつつ成膜
第5成膜室108	RFスパッター
保護層6	Ta膜
ターゲット	Ta
プロセスガス圧力	1 mTorr(0.13Pa)
成膜速度	0.1 nm/sec.

【0035】以下に、上記の交換結合素子1の製造方法について、手順を追って説明する。括弧付き番号はその手順を示す。

(A1) 少なくとも表面にTa層またはTa-Ni-Fe系合金層が露出した基体2を図2に示す成膜装置の第1ロード室101に導入後、第1ロード室101の内部空間を大気圧から 10^{-7} Torr台の所定の圧力まで排気手段(図示せず)により減圧する。

(A2) 第1ロード室101の内部に配置された基体2を、排気手段102aにより予め $10^{-6} \sim 10^{-9}$ Torr台の所定の圧力まで減圧してある第2ロード室102に、搬送手段110を用いて第1ロード室101から移動させる。

【0036】(A3) 第2ロード室102の内部に配置された基体2を、排気手段103aにより予め背圧 P_B を $10^{-10} \sim 10^{-11}$ Torr台の一定圧力に内部空間を維持した前処理室103に、搬送手段111を用いて移動する。その後、超高純度Arガスをを用い所定の条件で発生させたプラズマにより、基体2表面をドライクリーニングしてもよい。

【0037】(A4) 前処理室103から各成膜室105～108への基体2の移動は、搬送室104に内蔵さ

れた搬送手段(図示せず)にて行う。各成膜室105～108は予め 10^{-11} Torr台の一定圧力 P_B に内部空間の背圧を維持している。また、搬送室104も各成膜室105～108と同じ背圧である。

【0038】(A5) 基体2上に第1下地膜3aとしてCu膜を形成する。その手順を次の(A5.1)～(A5.3)に示す。

(A5.1) 搬送室104に内蔵された搬送手段により前処理室103から基体2を取り出し、第1成膜室105に移動させる。その後、基体2を設置した状態で第1成膜室105の真空度を所望の一定圧力 P_B に維持する。

(A5.2) 次に、成膜条件のプロセスガス圧力(表1)になるまで超高純度のArガスを第1成膜室105に導入する。

(A5.3) カソードに所定の電力を印加してCuターゲットのスパッタリングを行い、基体2上に厚さ1nmの第1下地膜(Cu膜)3aを形成する。

【0039】(A6) 次に、基体2の表面をなす第1下地膜3a上に、第2下地膜3bとしてNi-Fe合金膜(1nm)を形成する。その手順を(A6.1)～(A6.3)に示す。

(A6. 1) 第1下地膜(Cu膜) 3aを形成後、第1成膜室105から基体2を取り出し、第3成膜室107に移動させる。その後、基体2を設置した状態で第3成膜室107の真空度を所望の一定圧力PBに維持する。

(A6. 2) 次に、成膜条件のプロセスガス圧力(表1)になるまで超高純度のArガスを第3成膜室107に導入する。

(A6. 3) カソードに所定の電力を印加してNi-Fe合金ターゲットのスパッタリングを行い、第1下地膜3a(Cu膜)上に厚さ1nmの第2下地膜(Ni-Fe合金膜) 3bを形成する。

【0040】(A7) 次に、第2下地膜3b上に、反強磁性体層4としてMn-Ir合金層(7nm)を形成する。その手順を(A7. 1)～(A7. 3)に示す。

(A7. 1) 第2下地膜(Ni-Fe合金膜) 3bを形成後、第3成膜室107から基体2を取り出し、第2成膜室106に移動させる。その後、基体2を設置した状態で第2成膜室106の真空度を所望の一定圧力PBに維持する。

(A7. 2) 次に、成膜条件のプロセスガス圧力(表1)になるまで超高純度のArガスを第2成膜室106に導入する。

(A7. 3) カソードに所定の電力を印加してMn-Ir合金ターゲットのスパッタリングを行い、第2下地膜3b(Ni-Fe合金膜)上に厚さ7nmの反強磁性体層(Mn-Ir合金膜) 4を形成する。

【0041】(A8) 次に、反強磁性体層4上に、強磁性体層5としてNi-Fe合金層(2nm)を形成する。その際の手順は、第2成膜室106から第3成膜室107へ基体2を移動させること以外は上記(A6)と同様に行う。

【0042】(A9) 次に、強磁性体層5上に、保護層6としてTa層(2nm)を形成する。その手順を(A9. 1)～(A9. 4)に示す。

(A9. 1) 強磁性体層(Ni-Fe合金膜) 5を形成後、第3成膜室107から基体2を取り出し、第5成膜室108に移動する。その後、基体2を設置した状態で第5成膜室108の真空度を所望の一定圧力PBに維持する。

(A9. 2) 次に、成膜条件のプロセスガス圧力(表1)になるまで超高純度のArガスを第5成膜室108に導入する。

(A9. 3) カソードに所定の電力を印加してTaターゲットのスパッタリングを行い、強磁性体層5(Ni-Fe合金膜)上に厚さ2nmの保護層(Ta層) 6を形成する。

【0043】(A10) 最後に、保護層6の形成を終えた基体2を、第5成膜室108、前処理室103、第2ロード室102、第1ロード室101の順に移動させることにより、上記A1～A9の工程を経て製造した交換

結合素子1を取り出す。

【0044】上記の製造方法では、第2下地膜3b及び強磁性体層5をNi-Fe合金膜で形成した例について説明したが、第2下地膜3bまたは強磁性体層5のいずれか一方をCo-Fe合金膜とし、他方をNi-Fe合金膜としても良い。また、第2下地膜3b及び強磁性体層5の両方をCo-Fe合金膜としても良い。この場合、第3、第4成膜室107内にNi-Fe合金ターゲットとCo-Fe合金ターゲットを設置し、上記の手順の一部を変更すればよい。更に、第1下地膜3aをNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜とし、第2下地膜3bをCu膜としても良い。

【0045】上記の交換結合素子1においては、下地層3を構成する第1下地膜3aがCu膜であり、このCu膜は反強磁性体層4を(111)面配向させる能力に優れているので、Cu膜を含む下地層3上に反強磁性体層4を積層することにより反強磁性体層4が(111)面配向し、これにより反強磁性体層4と固定磁性体層5との交換結合磁界Hex及び一方向異方性定数Jkを大きくできる。

【0046】また、Cu膜が反強磁性体層4を(111)面配向させる能力に優れるので、Cu膜が1.5nm以下であっても反強磁性体層4を(111)面配向させることができるので、交換結合素子1を磁気抵抗効果素子に用いた場合、流れる検出電流の分流を低減してシャントロスを少なくすることができ、磁気抵抗効果を向上できる。

【0047】また、下地層3がCu膜とNi-Fe合金膜との積層構造であるため、同じ厚さの下地層を単層構造で形成した場合と比較して、下地層3を構成する各下地膜3a、3bの膜厚が単層構造の下地層より当然に薄くなる。従って、第1、第2下地膜3a、3bの成膜時に、結晶粒の粒成長が抑制される。この様子を図3に示す。

【0048】図3には交換結合素子1の断面模式図を示している。図3に示すように、第1、第2下地膜3a、3bの結晶粒の粒成長が抑制された結果、下地層3の表面が平坦になって下地層3の(111)面と反強磁性体層4の(111)面との接触確率が高くなる。また、強磁性体層5は、反強磁性体層4と同様に下地層3上にエピタキシャル成長して形成されるため、強磁性体層5と反強磁性体層4との界面も平坦になり、反強磁性体層4及び強磁性体層5間の(111)面を介しての接触確率が高くなる。これにより、単層構造の下地層を用いた場合よりも交換結合磁界Hex及び一方向異方性定数Jkを向上できる。

【0049】尚、図4には、下地層を単層構造とした交換結合素子の断面模式図を示している。図4に示すように、図4に示す交換結合素子では、下地層を厚く形成するために下地層における結晶粒の粒成長が促進されて、

下地層3の表面が凹凸状になり、下地層の(111)面と反強磁性体層の(111)面との接触確率が低くなる。これにより、反強磁性体層及び強磁性体層間の(111)面を介しての接触確率が低くなって、積層構造の下地層を用いた場合よりも交換結合磁界 H_{ex} 及び一方向異方性定数 J_k が低下することになる。

【0050】(第2の実施形態)図5には、本発明の第2の実施形態であるスピバルブ型磁気抵抗素子10を示す。このスピバルブ型磁気抵抗素子10は、基体12上に積層された本発明に係る交換結合素子11と、交換結合素子11上に形成された非磁性高導電体層16と、非磁性高導電体層16上に形成された別の強磁性体層17と、保護層18とから構成されている。

【0051】交換結合素子11は、第1の実施形態にて説明した交換結合素子1と同様のものであり、基体12上に積層された下地層13と、下地層13上に形成された反強磁性体層14と、反強磁性体層14上に形成された強磁性体層15とから構成されている。また下地層13は、基体12に隣接する第1下地膜13aと、反強磁性体層14に隣接する第2下地膜13bとからなる積層膜である。上記の交換結合素子11、基体12、下地層13(第1下地膜13a、第2下地膜13b)、反強磁性体層14及び強磁性体層15は、第1の実施形態にて説明した交換結合素子1、基体2、下地層3(第1下地膜3a、第2下地膜3b)、反強磁性体層4及び強磁性体層5の構成、材質、膜厚等と同様であるので、その説明を省略する。

【0052】強磁性体層15は、例えば厚さ2nmのCo

~Fe、Ni~FeあるいはCo、またはそれらの膜をそれぞれ適当な厚みで積層した膜からなるが、その他に、適当な厚みのRuを介して2つの強磁性体膜を対向させ、両膜の磁化を反強磁性的に交換結合させた、いわゆる積層フェリあるいは積層反強磁性膜構造としてもよい。非磁性高導電体層16は例えば膜厚が2~2.5nmのCuからなる層であり、強磁性体層15、17の間に位置して両強磁性層15、17の磁化方向に依存した電子のスピン依存伝導を生じさせるとともに、これらの層15、16の磁気的な結合を防止する。また強磁性体層17は例えば膜厚が1~5nmのNi-Fe合金またはCo-Fe合金またはCoまたはそれらの積層膜からなる層であり、非磁性高導電体層16に隣接している。上記の積層構造では、強磁性体層15が磁化固定層を構成し、別の強磁性体層17が磁化自由層を構成する。また保護膜18は、例えば膜厚が2nmのTaからなる膜である。強磁性膜17とTa保護膜との界面反応を嫌う場合は、両膜間に厚さ1nm程度のCu膜を挿入しても良い。

【0053】次に、図2に示す成膜装置を用いたスピバルブ型磁気抵抗素子10の製造方法を説明する。このスピバルブ型磁気抵抗素子10の製造方法は、製造条件の一部を表2に示す条件としたこと以外は先に説明した交換結合素子1の製造方法とほぼ同じである。表2には、上記のスピバルブ型磁気抵抗素子10を製造する際の成膜条件を示す。

【0054】

【表2】

項目	設定値
共通の成膜処理条件 成膜方法 ターゲットと基板間距離 プロセスガス Arガス中の不純物濃度 各室の背圧 P_B	平行平板型スパッタリング法 200 mm Ar 1 (ppb) 以下 $10^{-9} \sim 10^{-11}$ Torr
第1成膜室105 第1下地膜13a、非磁性体層16 ターゲット プロセスガス圧力 成膜速度	DCスパッター Cu膜 Cu 1 mTorr (0.13Pa) 0.1 nm/sec.
第2成膜室106 反強磁性体層14 ターゲット プロセスガス圧力 成膜速度	RFスパッター MnIr膜 MnIr合金 20 mTorr (2.66Pa) 0.005 nm/sec.
第4成膜室107 第2下地膜13b、強磁性体層15、1 ターゲット プロセスガス圧力 成膜速度	RFスパッター CoFe膜 CoFe合金 1 mTorr (0.13Pa) 0.1 nm/sec. 面内に2.4kA/mの磁界を印加しつつ成膜
第5成膜室108 保護層18 ターゲット プロセスガス圧力 成膜速度	RFスパッター Ta膜 Ta 1 mTorr (0.13Pa) 0.1 nm/sec.

【0055】以下に、上記のスピナバルブ型磁気抵抗素子10の製造方法について、手順を追って説明する。括弧付き番号はその手順を示す。

(B1) 表面にTa層またはTa-Ni-Fe系合金層が露出した基体12を図2に示す成膜装置の第1ロード室101に導入後、第2ロード室102を経て前処理室103に移動させる。

(B2) 基体12上に第1下地膜13aとしてCu膜を形成する。その手順は、先に説明した手順(A5.1)～(A5.3)とほぼ同様である。

【0056】(B3) 次に、基体12の表面をなす第1下地膜13a上に、第2下地膜13bとしてCo-Fe合金膜(1nm)を形成する。その手順は、先に説明した手順(A6.1)～(A6.3)とほぼ同様である。

(B4) 次に、第2下地膜13b上に、反強磁性体層14としてMn-Ir合金層(6.8nm)を形成する。その手順は、先に説明した手順(A7.1)～(A7.3)とほぼ同様である。

【0057】(B5) 次に、反強磁性体層14上に、強磁性体層15としてCo-Fe合金層(2nm)を形成する。その際の手順は、第2成膜室106から第4成膜室107へ基体12を移動させること以外は上記(B3)と同様に行う。

(B6) 次に、強磁性体層15 (Co-Fe合金膜) 上

に、非磁性高導電体層16としてCu膜(2.5nm)を形成する。その際の手順は、第4成膜室107から第1成膜室105へ基体12を移動させること以外は上記(B2)と同様に行う。

【0058】(B7) 次に、非磁性高導電体層(Cu膜)16上に、別の強磁性体層17としてCo-Fe合金層(2nm)を形成する。その際の手順は、第1成膜室105から第4成膜室107へ基体12を移動させること以外は上記(B3)と同様に行う。

(B8) 次に、強磁性体層17上に、保護層18としてTa層(2nm)を形成する。その手順は、先に説明した手順(A9.1)～(A9.3)とほぼ同様である。

【0059】(B9) 最後に、保護層18の形成を終えた基体12を、第5成膜室108から第1ロード室101まで移動させることにより、上記B1～B8の工程を経て製造したスピナバルブ型磁気抵抗素子10を取り出す。

上記の手順によって製造したスピナバルブ型磁気抵抗素子を試料8と呼ぶ。この試料8のスピナバルブ型磁気抵抗素子の構成は、基体Ta層(5nm)/第1下地膜(Cu(1nm))/第2下地膜(Co-Fe合金(1nm))/反強磁性体層(Mn-Ir合金(6.8nm))/強磁性体層(Co-Fe合金(2nm))/非磁性高導電体層(Cu(2.5nm))/強磁性体層(Co-Fe合金(2nm))/保護層(T

a)となる。

【0060】更に、下地層13を構成する第1下地膜13a及び第2下地膜13bの材質を変更した以外は、前記の試料8の場合と同様にして、試料1～7のスピンバルブ型磁気抵抗素子を製造した。得られた試料1～8のスピンバルブ型磁気抵抗素子に、280℃、1時間の条件で熱処理を施した後、成膜中の磁界印加方向と同方向に膜面内に約0.7kOe(56kA/m)の磁界を印加しながら冷却した。

【0061】これらのスピンバルブ型磁気抵抗素子について、磁界を印加させながら抵抗変化を測定することにより、MR曲線を得た。得られたMR曲線の、磁化固定層(強磁性体層15)のループの中心のゼロ点からのシフト量より、反強磁性体層14と強磁性体層15との間に生じる交換結合磁界 H_{ex} を求めた。また、一方異方性定数 J_k は、 $J_k = M_s \cdot df \cdot H_{ex}$ の式により求めた。ここで、 M_s は強磁性体層15の飽和磁化であり、ここでは振動試料型磁力計(VSM)で得られた磁化曲線より求めた。 df は強磁性体層15の膜厚であり、やはりVSMで得られた磁化曲線より見積もった。更に、各試料のMR曲線におけるプラトー部の有無を観察した。プラトー部とは、磁界をピン層の磁化方向と逆方向に印加してその強度を増加させた際、スピンバルブ膜の抵抗値が変化を示さない領域を指す。すなわち、外部磁界に対するピン層磁化のピン止めの強さに対応する。結果を表3に併せて示す。プラトー部が存在する場合を○、印加磁界増加(ここでは負方向)とともに抵抗値が減少する場合、すなわちプラトー部が存在しない場合を×で表す。

【0062】

【表3】

30

試料	第1下地膜13a		第2下地膜13b		交換結合磁界 H_{ex} (Oe)	交換結合磁界 H_{ex} (kA/m)	一方異方性定数 J_k (erg/cm ²)	プラトーの有無
	材料	膜厚(nm)	材料	膜厚(nm)				
1	Ni-Fe合金	1	Cu	1	1130	89.9	0.31	○
2	Ni-Fe合金	1	Co-Fe合金	1	—	—	—	×
3	Ni-Fe合金	2	Cu	1	880	70	0.24	○
4	Ni-Fe合金	2	Co-Fe合金	1	790	62.9	0.22	○
5	Co-Fe合金	1	Cu	1	1110	88.3	0.31	○
6	Co-Fe合金	1	Ni-Fe合金	1	—	—	—	×
7	Cu	1	Ni-Fe合金	1	1130	89.9	0.31	○
8	Cu	1	Co-Fe合金	1	1160	92.3	0.32	○

【0063】次に、上記の試料1～8の比較例として、単層構造の下地層を備えたこと以外は上記のスピンバルブ型磁気抵抗素子10と同じ構成である比較例のスピンバルブ型磁気抵抗素子を製造した。これらのスピンバルブ型磁気抵抗素子を試料9～試料22と呼ぶ。得られた試料9～22のスピンバルブ型磁気抵抗素子に、280℃、1時間の条件で熱処理を施した後、成膜中の磁界印加方向と同方向に膜面内に約0.7kOe(56kA/m)の磁界を印加しながら冷却した。

【0064】これらのスピンバルブ型磁気抵抗素子について、磁界を印加させながら抵抗変化を測定すること

より、MR曲線を得た。得られたMR曲線から、上記と同様にして交換結合磁界 H_{ex} を求め、更に一方向異方性定数 J_k を求めた。結果を表4に示す。更に、各試料のMR曲線におけるプラト一部の有無を観察し、結果を表4*

*に併せて示した。

【0065】

【表4】

試料	下地層		交換結合磁界 H_{ex}	交換結合磁界 H_{ex}	一方向異方性定数 J_k	プラト一の有無
	材料	膜厚(nm)	(Oe)	(kA/m)	(erg/cm ²)	
9	Ni-Fe合金	5	810	64.46	0.22	○
10	Ni-Fe合金	3	770	61.27	0.21	○
11	Ni-Fe合金	2	790	62.87	0.22	○
12	Ni-Fe合金	1.5	530	42.18	0.15	△
13	Ni-Fe合金	1	—	—	—	×
14	Ni-Fe合金	0.5	—	—	—	×
15	Co-Fe合金	5	770	61.27	0.21	○
16	Co-Fe合金	3	710	56.5	0.2	○
17	Co-Fe合金	2	—	—	—	×
18	Co-Fe合金	1	—	—	—	×
19	Cu	5	870	69.23	0.24	○
20	Cu	2	930	74	0.26	○
21	Cu	1	930	74	0.26	○
22	なし	—	—	—	—	×

【0066】表3から以下の結果が得られた。

(1) 試料1、5、7、8は、いずれも下地層にCu膜を含むものであり、本発明に係る交換結合素子を備えたスピナバルブ型磁気抵抗素子である。これらのスピナバルブ型磁気抵抗素子においては、 J_k が 0.28 erg/cm^2 以上となり、また、交換結合磁界 H_{ex} は、 M_s が 1500 emu/cm^3 のCo-Fe合金膜 1.8 nm に対して 1 kOe (80 kA/m) 以上を示している。

(2) 第1、第2下地膜のいずれか一方をCu膜にすれば、高い J_k 及び H_{ex} を示すことから、 J_k 及び H_{ex} はCu膜及びNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜の積層順序には依存しないことがわかる。

(3) また、試料1、5、7、8はいずれも、MR曲線においてプラト一部が観察されている。プラト一部的存在は、ピン層全体の磁化が反強磁性膜によって H_{ex} 近傍まで安定してピン止めされていることを示している。

(4) ところで試料3は、下地層にCu膜を含むものであるが、試料1、5、7、8に比べ H_{ex} 及び J_k が低い。これは、第1下地膜(Ni-Fe膜)の厚みが 2 nm と厚いため結晶粒が成長し、下地層表面の平坦性が悪化し、この結果、反強磁性膜/強磁性膜界面の平坦性も悪化して(111)面同士の接触確率が前記3つの試料よりも減少したためと考えられる。

(5) 一方、試料2、6は下地にCu膜を含まないものであり、プラト一部が観察されず、安定した交換結合が生じていないことがわかる。また、試料4もCu膜を含まないが、第1下地膜(Ni-Fe膜) 2 nm により(111)配向が得られるため、プラト一部及び比較的大きな J_k が得られている。しかし、その大きさは 0.25 erg/cm^2 程度であり、Cu膜を含む試料1、5、7、8に

は及ばない。

【0067】更に、表4から以下の結果が得られた。

(6) どの試料においても、 J_k が 0.27 erg/cm^2 以下、 H_{ex} が 1 kOe (80 kA/m) 以下となり、スピナバルブ型磁気抵抗素子としては不十分な値になっている。

(7) 材料毎に見ると、Ni-Fe合金膜では 1.5 nm 以下、Co-Fe合金膜では 2 nm 以下になるとプラト一部が消失する。この様子は、たとえば試料11と13を比べれば明らかであり、両試料のMR曲線を図6及び図7に示した。

(8) 試料19~21(Cu膜)の J_k 及び H_{ex} は、他の試料(Ni-Fe合金膜及びCo-Fe合金膜)の J_k 及び H_{ex} より高くなっている。また、Cu膜の場合は、膜厚が 1 nm でもプラト一部を示しており、このことはCu膜が反強磁性体層及びピン層を(111)面配向させる能力に優れていることを示している。

(9) 試料22は、下地層を設けず基体、たとえばTa膜上にスピナバルブ膜を直接成膜した場合のスピナバルブ型磁気抵抗素子であるが、この場合、反強磁性膜/ピン層強磁性膜間の交換結合が得られず、従ってスピナバルブ型とならず、MR曲線は得られなかった。

【0068】以上の結果から、下地層を厚さ 1.5 nm 以下のCu膜とNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜の積層構造とすることで、単層膜下地の場合よりも J_k 及び H_{ex} が向上することがわかる。この理由は、先にも述べたように、単層膜下地と積層膜下地全厚が等しい場合、下地層を積層構造とすることで、結晶粒の粒成長が抑制され、下地層の表面が平坦になって、下地層の(111)面と反強磁性体層の(111)面との接触確率が高

くなり、更には反強磁性体層及び強磁性体層間の(111)面を介しての接触確率が高くなるため、交換結合磁界 H_{ex} 及び一方向異方性定数 J_k が向上したためと考えられる。なお、単層膜下地において、膜厚を積層膜下地の場合に示した2.0nm以下にすることはNi-Fe合金膜、Co-Fe合金膜の場合にはプラトー部が得られなくなるため困難である。Cu膜では1nmにおいてもプラトー部が得られており、この場合、膜厚が薄いため平坦性も比較的良く、900~1000Oe (72~80 kA/m)の H_{ex} 及び0.26~0.27erg/cm²の J_k が得られている。しかしながら、下地膜が1nm程度と極薄の場合、作製した素子の再現性・安定性にばらつきが生じ易いという問題がある。よって、1nm程度の下地膜を積層し、2nm程度とした本発明例が、生産の安定性の観点からも望ましい。

【0069】従って上記のスピナバルブ型磁気抵抗素子10によれば、本発明に係る交換結合素子11を備えているので、外部磁界によって強磁性体層15(磁化固定層)の磁化方向が変動することがなく、高いMR比を発現することができる。

【0070】また、上記のスピナバルブ型磁気抵抗素子10によれば、下地層13の層厚を2nm程度にすることができるので、スピナバルブ型磁気抵抗素子10全体の厚さを30nm以下程度にすることができ、ギャップ長を短縮して高記録密度化に対応させることができる。

【0071】(第3の実施形態)図8には、本発明の第4の実施形態であるGMR型再生ヘッド及びこの再生ヘッドと誘導型記録ヘッドを組み合わせた記録再生分離型磁気ヘッドを示し、図9には、GMR型再生ヘッドの要部を示す。図8及び図9において、符号800はスピナバルブ型磁気抵抗素子、801は交換結合素子、802は下地層、803は反強磁性体層、804は固定磁化層として機能する強磁性体層、805は非磁性高導電体層、806は磁化自由層として機能する強磁性体層、807はMR電極、808はハード膜、811はGMR型再生ヘッド、812は記録ヘッドの下部磁極(824)を兼ねるGMR型再生ヘッド811の上部シールド層、813、814は絶縁膜、815はGMR型再生ヘッド811の下部シールド、821は記録ヘッド、822は記録ヘッド821の上部ポール、823は導電体からなるコイル、824はGMR型再生ヘッド811の上部シールド(812)を兼ねる記録ヘッドの下部磁極である。

【0072】本発明に係る交換結合素子801を含むスピナバルブ型磁気抵抗素子800を上部シールド層812と下部シールド層815で挟んだ部分が再生ヘッドとして機能し、薄膜Cuからなるコイル823を上部磁極822と下部磁極824で挟んだ部分が記録ヘッドとして機能する。この記録再生分離型磁気ヘッドは、GMR型再生ヘッド811の上部シールド層812が、記録ヘ

ッド821の下部磁極824を兼ねる構成とした場合である。上記構成において、GMR型再生ヘッド811はスピナバルブ型磁気抵抗素子800の上下に絶縁膜813、814を配した状態で、ギャップ長(上部シールド層812と下部シールド層815の間隔)0.1μmを実現した。また、 J_k が大きく高温下でもピン層強磁性膜の強固なピン止めが可能であるため、HDDの実使用状態で再生ヘッドが到達する危険性がある150℃程度の高温下においても、MR比は室温における値の85%程度の値を維持することができた。

【0073】また、上記の構成では、GMR型再生ヘッド811の上部シールド層812が記録ヘッド821の下部磁極824を兼ねる場合について説明したが、上部シールド層と下部磁極に別材料を用いて別材料としたり、あるいは両者の間に他の構成物を配置しても本発明の作用、効果は失われるものではない。

【0074】

【発明の効果】以上、詳細に説明したように、本発明の交換結合素子によれば、反強磁性体層の下地層が、少なくとも2以上の下地膜からなり、前記各下地膜のいずれか1つがCu膜であるとともにいずれか他の1つがNi-Fe合金膜またはCo-Fe合金膜であるので、下地層における結晶粒成長が抑制されて下地層と反強磁性体層の界面が平坦化され、これにより反強磁性体層及び強磁性体層の界面も平坦化されるため、反強磁性体層及び強磁性体層間の(111)面を介しての接触確率が高くなり、交換結合磁界 H_{ex} 及び一方向異方性定数 J_k を向上できる。

【0075】更に本発明の交換結合素子によれば、反強磁性体層と強磁性体層との界面に誘導される一方向異方性定数 J_k が0.28erg/cm²以上なので、強磁性体層の磁化方向を強く固定することが可能になり、高温下での外乱磁界によるピン層の磁化方向変動を防止でき、また製造時における静電気放電による強磁性体層の磁化方向の反転を防止でき、交換結合素子の特性を向上できると共に製造時の不良率を低下させることができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】 本発明の第1の実施形態である交換結合素子の断面模式図である。

【図2】 図1に示す交換結合素子を製造する際に用いる成膜装置を示す模式図である。

【図3】 本発明の交換結合素子の要部を示す断面模式図である。

【図4】 下地層が単層構造である交換結合素子の要部を示す断面模式図である。

【図5】 本発明の第2の実施形態であるスピナバルブ型磁気抵抗素子の断面模式図である。

【図6】 試料11のスピナバルブ型磁気抵抗素子のMR曲線を示すグラフである。

23

【図7】 試料13のスピントバルブ型磁気抵抗素子のMR曲線を示すグラフである。

【図8】 本発明の第3の実施形態である記録再生分離型磁気ヘッドを示す斜視図である。

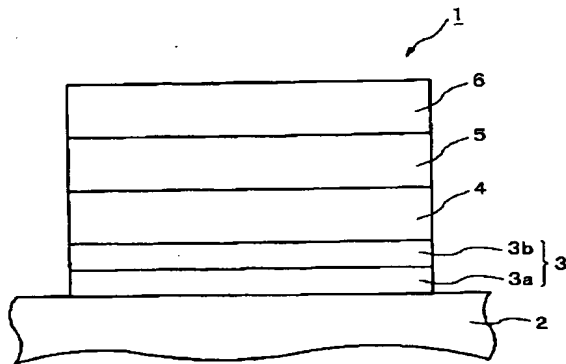
【図9】 図8に示す記録再生分離型磁気ヘッドに備えられたGMR型再生ヘッドの要部を示す断面模式図である。

【符号の説明】

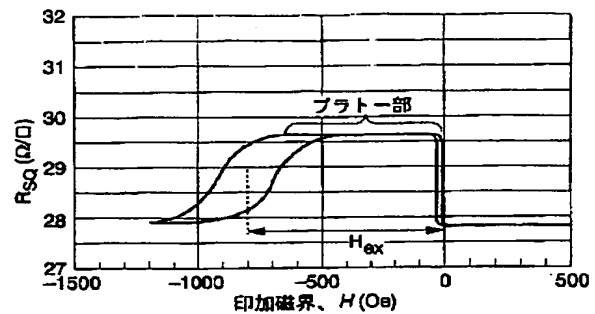
24

- * 1、11、801 交換結合素子、
 2、12 基体、
 3、13、802 下地層、
 3a、13a 第1下地膜、
 3b、13b 第2下地膜、
 4、14 反強磁性体層、
 5、15 強磁性体層、
 * 10、800 スピントバルブ型磁気抵抗素子。

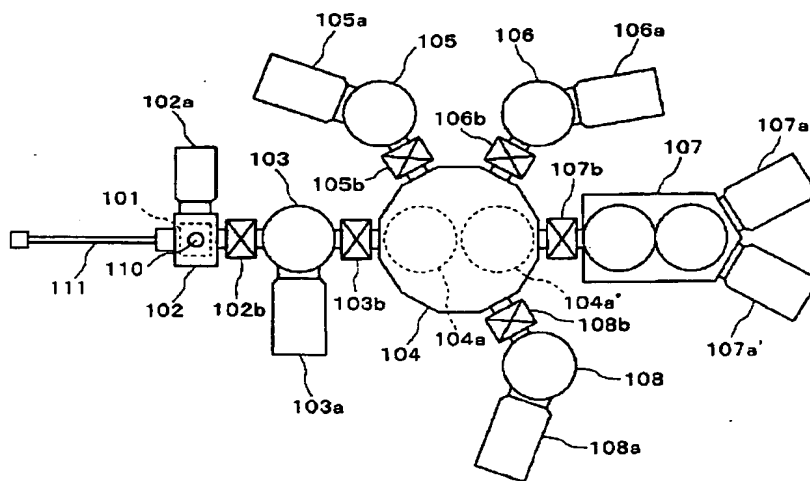
【図1】



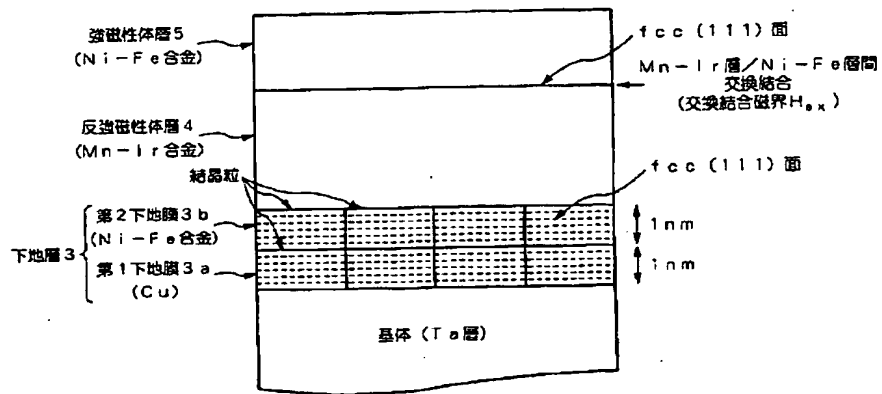
【図6】



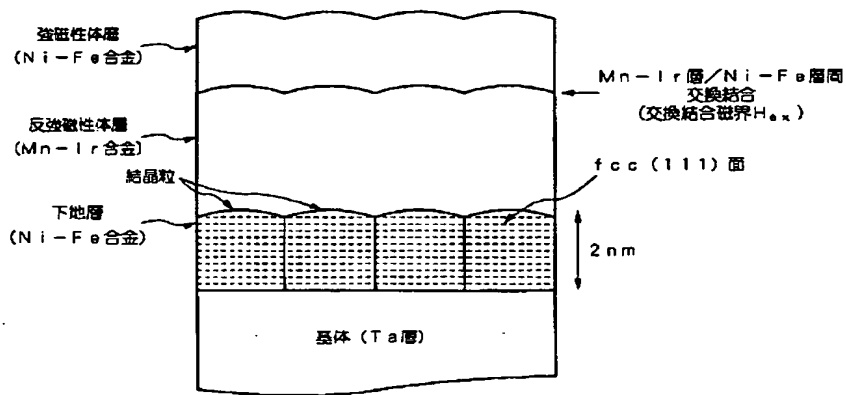
【図2】



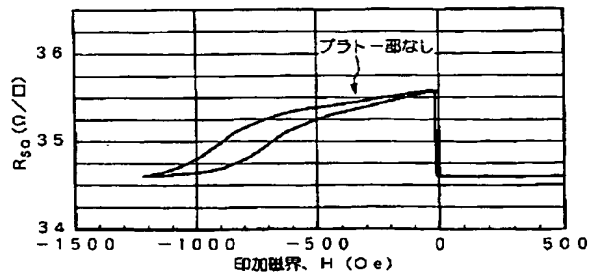
【図3】



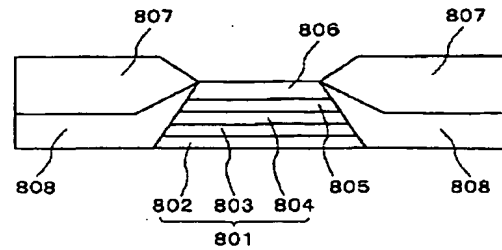
【図4】



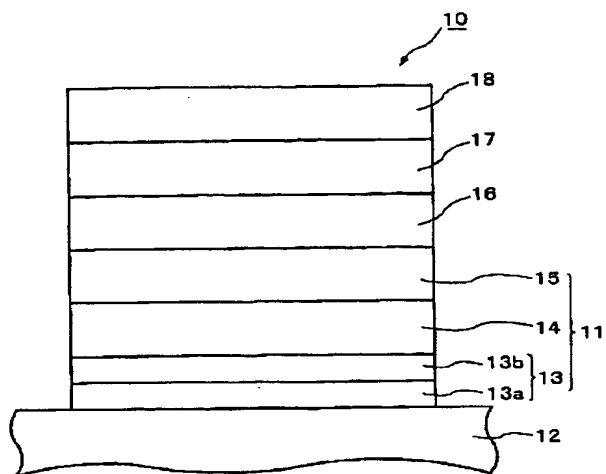
【図7】



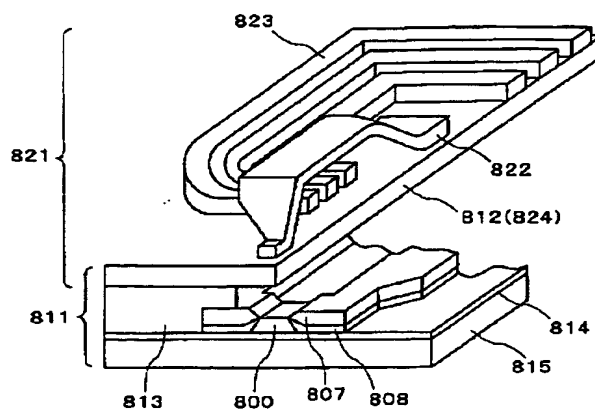
【図9】



【図5】



【図8】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.⁷

H01F 10/32

識別記号

F I

G01R 33/06

テーマコード(参考)

R

(72)発明者 屋上 公二郎

宮城県仙台市青葉区荒巻字青葉05 東北大学大学院工学研究科電子工学専攻内

(72)発明者 角田 匡清

宮城県仙台市青葉区荒巻字青葉05 東北大学大学院工学研究科電子工学専攻内

(72)発明者 高橋 研

宮城県仙台市太白区人來田2丁目20-2

Fターム(参考) 2G017 AA10 AB07 AC01 AD55

5D034 BA03 BA04 BA05 BA12 CA08

DA07

5E049 AA01 AA04 AA07 AC05 BA12

CB01 DB12